

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2001288531
PUBLICATION DATE : 19-10-01

APPLICATION DATE : 05-04-00
APPLICATION NUMBER : 2000103148

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : TARUI TOSHIZO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/04 C22C 38/60

TITLE : STEEL FOR MACHINE STRUCTURE IN WHICH COARSENING OF CRYSTAL GRAIN IS SUPPRESSED

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide steel for machine structures in which the coarsening of crystal grains by heating to an austenitic region after cold working is suppressed.

SOLUTION: This steel contains, by mass, 0.1 to 1.2% C, 0.01 to 3% Si, 0.1 to 2% Mn, ≤0.04% P, 0.001 to 0.05% S, 0.0005 to 0.03% N, 0.0002 to 0.01% Mg and 0.0002 to 0.005% O and containing one or more kinds among Mg-containing oxide, sulfide and the composite body of the oxide and sulfide with a size of 0.005 to 1 µm, and one or more kinds of inclusions containing one or more kinds of them by 1×10⁵ to 1×10⁷ pieces/mm² in total.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(2) 001-288531 (P 2001-288531A)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、S : 0. 001~0. 05 %、Mg : 0. 0002~0. 01%、O : 0. 0002~0. 005%を含有し、大きさが0. 005~1 μm であるMgを含む酸化物、硫化物、酸化物と硫化物の複合体、及びこれらの1種または2種以上を含む介在物の1種または2種以上を合計で 1×10^6 ~ 1×10^7 個/ mm^2 含有することを特徴とする結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼。

【請求項2】 質量%で、C : 0. 1~1. 2%、Si : 0. 01~3%、Mn : 0. 1~2%、P : 0. 04%以下、N : 0. 0005~0. 03%を更に含有し、残部Fe及び不可避的不純物よりなる鋼であることを特徴とする請求項1に記載の結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼。

【請求項3】 質量%で、 Cr : 0. 01~0. 2%以下、Ti : 0. 002~0. 05%、B : 0. 0003~0. 005%、Cr : 0. 1~4%、Ni : 0. 05~5%、Mo : 0. 01~1%、V : 0. 01~0. 5%、Nb : 0. 005~0. 05%、Zr : 0. 0005~0. 1%の1種または2種以上を更に含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼。

【請求項4】 質量%で、Ca : 0. 0002~0. 008%、Te : 0. 0002~0. 008%、REM : 0. 0002~0. 008%の1種または2種以上を更に含有することを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、焼入れ処理または浸炭焼入れ処理等の熱処理にて強度を付与して使用される機械構造用鋼に関わり、特にオーステナイト域に加熱後の結晶粒の粗大化、あるいは異常粒成長を抑制する鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】機械構造用鋼として用いられる炭素鋼あるいは合金鋼は、鍛造、引抜き、転造あるいは切削加工にて所定の形状に加工した後、焼入れ処理、浸炭焼入れ処理あるいは高周波焼入れ処理等の熱処理にて強度を付与して利用される場合が多い。最近では生産性の向上を目的に、熱処理温度が1000°Cを超える温度域で行う場合があり、高温に保持されることでオーステナイト結晶粒が粗大化し強度、韌性、疲労寿命が低下することがある。例えば、肌焼鋼やボロン鋼等では冷間加工後の、焼入れ処理あるいは浸炭焼入れ処理の熱処理時に、オーステナイト結晶粒が局部的に粗大化（以下異常粒成長と称す）し、熱処理歪みによる寸法精度の劣化、疲労寿命の低下、遅れ破壊特性の劣化等の諸問題を引き起こす場合があることが知られている。

【0003】結晶粒の粗大化を抑制するためには、ピン止め粒子を多量かつ微細に分散させることが有効であり、一般に機械構造用鋼ではAlNやTiC等の炭窒化物をピン止め粒子に利用している。例えば、特開平8-199303号公報ではNbの炭窒化物またはそれとAlNの複合析出物を素地中に3個/10 μm^2 以上析出させることで粗大化温度が1100°C程度となることが開示されている。また、オーステナイト結晶粒の異常粒成長を抑制するためには、特開昭61-217553号公報に開示されているようにTi量をN量に対して過剰にすることでTiCをピン止め粒子として利用したり、あるいは、特開昭56-75551号公報や特開昭59-123714号公報に開示されているようにAlNをピン止め粒子に利用することが知られている。

【0004】上記のように従来、機械構造用鋼のオーステナイト結晶粒の粗大化抑制、あるいは異常粒成長の抑制にはAlN、TiC、NbC、NbNをピン止め粒子として利用することが一般に知られている。しかしながら鋼中のAlNやTiC等の炭窒化物は固溶温度が低く1100°Cを越える高温に保持した場合には固溶したり、あるいは炭窒化物がオストワルド成長し粗大化してピン止め効果を失い、オーステナイト結晶粒の粗大化や異常粒成長を引き起こす。固溶温度が高いTiNは、微細に分散させることが困難なため、オーステナイト結晶粒の抑制効果が低下する。またNbCあるいはNbNは圧延まではペーライト部にはほとんど析出しないため、その分散は極めて不均一な分散である。このためNbの炭窒化物をピン止め粒子として有効に利用するためには特開平8-199303号公報に開示されているように α/γ 二相域に加熱し α 単相域まで徐冷する球状化焼純等のNb炭窒化物の析出処理が必須となり、製造工程が制約される課題が残されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記問題点を解決するため案出されたものであり、機械構造用鋼を焼入れ加熱や浸炭焼入れ加熱あるいは高周波焼入れ加熱等の熱処理で高温に加熱しても結晶粒の粗大化を防止でき、あるいは冷間加工後の異常粒成長を抑制することが可能な鋼を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは上記目的を達成するため、1100°Cを超える高温域で結晶粒の粗大化を抑制するためには酸化物や硫化物の活用が有効であると考え、種々の酸化物や硫化物による結晶粒成長抑制効果を評価した。一般に鋼には Al_2O_3 や Ti_2O_3 等の酸化物やMnS等の硫化物が含有される。しかし、これらの酸化物や硫化物の微細分散は困難であり、異常粒成長等の機械構造用鋼のオーステナイト結晶粒制御へ酸化物や硫化物を用いた例は知らない。本発明者らは、特定のサイズのMgを含有する酸化物や硫化物、酸

(3) 001-288531 (P2001-288531A)

化物と硫化物の複合体、あるいはそれらの1種または2種以上を含む介在物（以下Mg系介在物と称す）を特定の個数含有することで、機械構造用鋼の結晶粒粗大化防止に有効であることを見出した。

【0007】Mg系介在物は、高温域でも熱的安定性を保つことが可能であり、これらのMg系介在物を単独あるいは複合してピン止め粒子として利用することで、オーステナイト結晶粒の成長あるいは異常粒成長を顕著に抑制できると考えられる。Mg系の酸化物であるMgOやMgAl₂O₄はAl₂O₃やTi₂O₃と比べ溶鋼との界面エネルギーが小さいため、他の酸化物に比べ微細分散が可能であり、かつ溶鋼中あるいは単相域で析出するため組織の影響を受けず均一分散させることが可能であると考えられる。

【0008】ここでMg系介在物とはMgを含む酸化物、硫化物、酸化物と硫化物の複合体、あるいはこれらの中の1種または2種以上を含有する炭窒化物からなる複合介在物を示す。具体的に示すとMgO、(Mg, X)₂O₄、Mg₂X₃O₄、Mg₂X₃O₃、Mg₂S、Mg₂O₃、(Mg, X)S、(Mg, X)₂(O, S)の化学式で表される酸化物や硫化物、その複合体、あるいはこれらの中の酸化物や硫化物の1種または2種以上を核としてその周囲にTi₂N、Ti₂C、Ti₂(C, N)、Al₂N等の炭窒化物の1種または2種以上を含む複合介在物である。ここでXはMn、Ti、Al、Si等の合金元素である。

【0009】本発明の要旨は以下の通りである。
【0010】(1) 質量%で、S : 0.001~0.05%、O : 0.002~0.005%を含有し、大きさが0.05~1μmであるMgを含む酸化物、硫化物、酸化物と硫化物の複合体、及びこれらの1種または2種以上を含む介在物の1種または2種以上を合計で1×1.0⁵~1×10⁷個/mm²含有することを特徴とする結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼である。

【0011】(2) 質量%で、C : 0.1~1.2%、Si : 0.01~3%、Mn : 0.1~2%、P : 0.04%以下、N : 0.0005~0.03%を更に含有し、残部Fe及び不可避的不純物よりなる鋼であることを特徴とする上記(1)に記載の結晶粒の粗

0.008%、Te : 0.0002~0.008%、RE : 0.0002~0.008%の1種または2種以上を更に含有することを特徴とする上記(1)~(3)のいずれか1項に記載の結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼である。

【0014】請求項2に記載の結晶粒の粗大化を抑制した機械構造用鋼である。

【0015】SはMgあるいはMn、Cu等の合金元素と反応して硫化物として存在する。これらの硫化物はピン止め粒子として有効に機能するとともに被削性を向上させる。0.001%未満では被削性の向上効果がなく、0.05%を越えて添加すると冷間鍛造性を劣化させるとともに、焼入れ焼戻し後の結晶粒界を脆化させ

る。このため0.001~0.05%とした。望ましくは0.01~0.03%である。

【0016】MgはSあるいはOと結合して酸化物、硫化物あるいはこれらを含む複合介在物として存在する。これらの粒子は鋼中に均一に分散し、ピン止め粒子として有効に機能する。またこれらのMg系介在物は炭窒化物の析出サイトとして機能することから、Ti₂N、Ti₂C、Al₂N等の析出物を均一・微細分散させることができ、結晶粒制御に有効に活用できる。0.002%未満では効果が現れず、0.01%を越えて添加すると製造コストの上昇を招くため0.0002~0.01%

とした。望ましくは0.0005~0.005%である。

【0017】OはMg、Ti、Al等の合金元素と結合して酸化物として存在する。特にMg系の酸化物を含む複合介在物はピン止め粒子として有効に機能する。0.002%未満ではMg系の酸化物を有効に析出させることができず、0.005%を越えると粗大な酸化物が形成し、焼入れ焼戻し後の韌性、疲労特性を劣化させるため0.0002~0.005%とした。望ましくは0.0002~0.003%である。

【0018】次に前記(2)の本発明の成分限定理由について説明する。

【0019】Cは最終製品での強度を確保するため添加する。0.1%未満では機械部品として必要な強度を確保できず、1.2%を越えると延性及び韌性が劣化するため0.1~1.2%とした。

【0020】Siは鋼に必要な強度、焼入れ性を付与し、焼戻し軟化抵抗を向上するのに有効な元素である。

【0021】Mnは鋼に必要な強度、焼入れ性を付与するために必要な元素である。0.1%未満では効果が不十分であり、2%を越えると韌性が劣化するとともに硬度が上昇し冷間鍛造性を劣化させる。

【0013】(4) 質量%で、Ca : 0.0002~

(4) 001-288531 (P2001-288531A)

【0022】Pは冷間鍛造時の変形抵抗を高め、韌性を劣化させる。また焼入れ焼戻し後の結晶粒界を脆化し韌性を劣化させるため低減することが望ましい。従って上限を0.04%とした。

【0023】NはTi、Al等と結合し窒化物を形成しピン止め粒子として機能する。0.0005%未満では窒化物の析出量が不足し、オーステナイト結晶粒の粗大化抑制に機能せず、また0.03%を越えて添加すると熱間延性を劣化させるため、0.0005~0.03%とした。

【0024】次に前記(3)の本発明の成分限定理由について説明する。これらの元素は鋼の必要特性に応じて1種または2種以上添加される。

【0025】AlはOと結合して酸化物、あるいはNと結合してAl-Nとして存在する。特にMgを及びOと結合したMgAl₂O₄、及びこれを含む複合介在物はピン止め粒子と有効に機能するので0.005%以上含有することが好ましい。0.02%を越えるとAl脱酸が支配的になりMgの効果が発現しないことから上限を0.02%とした。

【0026】TiはCあるいはNと結合してTiCあるいはTiNとして存在する。これらの炭窒化物はピン止め粒子として有効である。0.002%未満では効果が現れず、0.05%を越えるとその効果が飽和するどもに硬度の上昇を招き冷間鍛造性が劣化するため0.02~0.05%とした。

【0027】B、Cr、Ni、Moは焼入れ性を向上させ鋼の高強度化に有効である。Bは焼入れ性の向上を目的に添加する。0.0003%未満では効果が不十分であり、0.005%を越えて添加しても効果が飽和するので、0.0003~0.005%とした。

【0028】Crは高強度化、焼入れ性の向上を目的に添加する。0.01%未満では効果が不十分で、4%を越えて添加すると冷間加工性が劣化するため、0.01~4%とした。

【0029】Niは焼入れ性の向上を目的に添加する。0.05%未満では効果が不十分で、5%を越えて添加すると製造コストの上昇を招くため、0.05~5%とした。

【0030】Moは焼入れ性の向上を目的に添加する。0.01%未満では効果が不十分で、1%を越えて添加すると製造コストの上昇を招くため、0.01~1%とした。

【0031】V-Nb、Zrは炭窒化物を形成する。これらの炭窒化物はMgを含む酸化物や硫化物あるいはこれらの複合介在物上に析出する場合が多く、鋼中に均一に分散しピン止め粒子として機能し、結晶粒の粗大化を抑制する。

【0032】VはNあるいはCと結合しVN、VCあるいはこれらの複合介在物を形成し、結晶粒の粗大化抑制

に有効に機能する。0.01%未満では効果が不十分で、0.5%を越えて添加しても効果が飽和するため、0.01~0.5%とした。

【0033】NbはNあるいはCと結合しNbN、NbCあるいはそれらの複合介在物を形成し、結晶粒の粗大化抑制に有効に機能する。0.005%未満では効果が不十分で、0.05%を越えて添加しても効果が飽和するため、0.005~0.05%とした。

【0034】ZrはNあるいはCと結合しZrN、ZrCあるいはそれらの複合介在物を形成し、結晶粒の粗大化抑制に有効に機能する。0.005%未満では効果が不十分で、0.1%を越えて添加しても効果が飽和するため、0.005~0.1%とした。

【0035】次に前記(4)の本発明の成分限定理由について説明する。これらの元素は鋼の必要特性に応じて1種または2種以上添加される。

【0036】Caは硫化物の形態制御に有効である。MnSの圧延方向への伸長化を防止し、加工性や韌性の劣化を改善する。0.0002%未満では効果が不十分で、0.008%を越えて添加しても効果が飽和するとともに粗大な酸化物を生成し破壊韌性値を低下させる。

【0037】Te、REMもCa同様に硫化物の形態制御に有効である。0.0002%未満では効果が不十分で、0.008%を越えて添加しても効果が飽和する。

【0038】本発明鋼は特定の範囲の大きさを有するMg系介在物を特定の範囲の個数を含有する。Mg系介在物は鋼中に均一に分散し、高温域でも安定なピン止め粒子として機能する。しかしながらMg系介在物の個数が1×10⁵個/mm²未満ではオーステナイト結晶粒の細粒化あるいは異常粒成長抑制の効果が現れない。また1×10⁷個/mm²を越えると鋼の清浄度が低下し韌性、延性を低下させる。また、Mg系介在物の大きさが0.005μm未満ではピン止め粒子としての効果が不十分で、1μmを越えると、ピン止め粒子としての効果を失うだけでなく、Mg系介在物が破壊起点となり韌性や疲労特性の劣化を招く。ここでMg系介在物の大きさとは円相当径とした。

【0039】本発明で規定した介在物の分散状態は、例えば以下のような方法で定量的に測定される。0.005~1μmのMg系介在物の分散状態は棒線材の任意の場所から抽出レプリカ試料を作製し、これを透過電子顕微鏡(TEM)を用いて10000~50000倍の倍率で少なくとも1000μm²以上の面積にわたって観察し、対象となる大きさの介在物の個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。即ち、測定下限の介在物の大きさを0.005μmとし、測定上限を1μmとする。このとき、介在物の同定は、TEMに付属のエネルギー分散型X線分光法(EDS)による組成分析と、TEMによる電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。

Digitized by srujanika@gmail.com (5) 001-288531 (P2001-288531A)

【0040】鋼の製造方法は所定のサイズのMg系介在物が所定の量存在すればよいので、铸造後の加熱条件、圧延条件、圧延後の熱処理条件は、必要とされる機械的特性に応じて、適宜選択すればよい。延した素材、あるいは熱間圧延後に球状化焼純した鋼材より、文献「冷間据込み性試験方法」(塑性と加工、2-2(1981)-139)に示されている1号試験片(圧縮試験片)を作製し端面拘束圧縮にて最終高さが5

【0041】例えば、溶鋼酸素量を0.01wt-%から0%となる冷間加工を行った後、840~1200°Cに下にして、適量のMgを添加して脱酸を行うことで、微細な30分間加熱し焼入れ、中心軸を通るJ型断面部の全領域に渡ってオーステナイト粒径を観察した。オーステナイト系酸化物を鋼中に生成させることができる。

【0042】 ト粒径の観察にはJ-I-S-G-0-5-5-1に進じて行い、

【実施例】以下に、実施例により本発明を更に詳細に説明する。表1に供試鋼の化学成分、表2に900°C及び生ごと判定した。

1200°Cに加熱焼入れ後の大きさが $0.005\sim 1\mu$ 【0.044】介在物数は表2に示した通り一本発明の請

mであるMg系介在物の個数、1200°Cに加熱焼入れ後の大きさが0.005~1μmである主要な介在物の組成、及び粗粒発生温度を示す。これらの鋼は転炉溶製鋼を連続铸造し、続いて再加熱し直径5~50mmの棒鋼、線材に熱間圧延した。Mg系介在物は圧延材を900°C及び1200°Cに60分加熱した後水焼入れした棒線材の中心部より抽出レジリガ試料を作製し、透過電子顕微鏡にて50000倍の倍率で $1.0 \times 1.0 \mu\text{m}^2$ の面積を観察することで測定した。Mg無添加材では、0.05~1μmの大きさを有する全ての介在物数を表2に求範囲を満たす鋼は、いずれも900°C焼入れでのMg系介在物数と1200°C焼入れでのMg介在物数に大きな変化がなく、Mg系の介在物は1-2-0-0°Cでの高温で鋼も安定に存在している。一方、比較鋼では、900°C焼入れ材では介在物が $1.05 \sim 1.06 / \text{mm}^2$ 程度であり本発明鋼と同等の個数存在するが、1-2-0-0°Cになると $0.3 / \text{mm}^2$ 程度にまで減少し、熱的安定性に欠けることがわかる。更に粗大粒発生温度は、本発明鋼はいずれも1-0-9-0°C以上と高温であるが、比較鋼では1-0-0-0°C以下と低温である。

卷之四

【表1】粗粒発生温度は棒鋼または線材に熱間圧延した場合の粗粒発生温度

編號	C	Si	Mn	P	S	AJ	Ni	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Zr	B	Mg	Ca	Te	ReM	O	備註	
1	0.21	0.24	0.43	0.028	0.015	0.012	0.0027					0.009	0.095		0.0013				0.0049		免明顯	
2	0.24	0.22	1.05	0.018	0.017	0.011	0.0044	0.23				0.039			0.0014	0.0012			0.0012		免明顯	
3	0.24	0.04	0.53	0.011	0.009	0.008	0.0038					0.005	0.009			0.0005				0.0005		免明顯
4	0.28	0.32	0.89	0.022	0.028	0.009	0.0018				0.03	0.021			0.0009		0.0012		0.0015		免明顯	
5	0.30	0.28	0.79	0.018	0.024	0.014	0.0061	1.12				0.006	0.032		0.0067	0.0014			0.0023		免明顯	
6	0.33	0.18	0.81	0.011	0.012	0.013	0.0040	0.13				0.011		0.0020	0.0024			0.0036		免明顯		
7	0.38	0.08	1.92	0.034	0.008	0.008	0.0021	0.28				0.018		0.0038	0.0011			0.0024		免明顯		
8	0.41	0.24	0.77	0.008	0.016	0.017	0.0132	1.03	0.27			0.026			0.0018	0.0009			0.0010		免明顯	
9	0.43	0.25	0.76	0.011	0.005	0.013	0.0047					0.028			0.0035			0.0008	0.0015		免明顯	
10	0.45	0.31	0.84	0.003	0.047	0.007	0.0013		1.33			0.016	0.027		0.0037	0.0016			0.0018		免明顯	
11	0.48	0.05	0.34	0.012	0.009	0.009	0.0033					0.009			0.0020				0.0013		免明顯	
12	0.51	0.78	1.52	0.026	0.004	0.014	0.0221		0.53	0.13	0.025				0.0011			0.0012	0.0021		免明顯	
13	0.54	0.27	0.86	0.024	0.038	0.010	0.0068					0.014			0.0014	0.0014			0.0011		免明顯	
14	0.52	1.81	0.91	0.009	0.018	0.013	0.0058					0.028			0.0028				0.0014		免明顯	
15	0.85	0.24	0.91	0.008	0.006	0.0049									0.0017				0.0010		免明顯	
16	0.87	0.28	0.49	0.012	0.027	0.019	0.0062								0.0007		0.0009		0.0016		免明顯	
17	0.86	0.54	1.03	0.016	0.016	0.006	0.0037	0.88		0.17	0.016				0.0018				0.0009		免明顯	
18	1.03	0.21	0.85	0.017	0.013	0.01	0.0059	1.52							0.0011				0.0007		免明顯	
19	0.26	0.21	0.9	0.012	0.013	0.032	0.0038					0.017			0.0024				0.0018		比較鋼	
20	0.28	0.27	0.81	0.017	0.015	0.038	0.0046	1.14										0.0014		比較鋼		
21	0.31	0.24	0.78	0.009	0.025	0.032	0.0053	0.98	0.24		0.009				0.0011				0.0011		比較鋼	
22	0.50	0.23	0.75	0.016	0.018	0.031	0.0162						0.031					0.0010		比較鋼		
23	0.99	0.26	0.28	0.014	0.019	0.018	0.0059	1.55										0.0008		比較鋼		

【表2】

(6) 001-288531 (P2001-288531A)

回数	介在物数(900°C) (個/mm ²)	介在物数(1200°C) (個/mm ²)	主要な介在物の種類	粗粒発生温度 (°C)	備考
1	2.5 × 10 ⁴	2.1 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO, MgO-TIN	1090	免明鏡
2	6.6 × 10 ⁴	6.7 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ -BN, MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO-TIN, MgTi ₂ O ₄	1170	免明鏡
3	5.1 × 10 ⁴	4.9 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO-TIN, MgAl ₂ O ₄ -Nb(C,N), MgO-Nb(C,N)	1090	免明鏡
4	1.1 × 10 ⁵	1.0 × 10 ⁵	MgO, MgO-TIN, MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgS, MgS-TIN	1110	免明鏡
5	5.8 × 10 ⁴	5.4 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ -ZRN, MgAl ₂ O ₄ -Zr(C,N), MgAl ₂ O ₄ -TIN MnS, MgS	1130	免明鏡
6	2.5 × 10 ⁴	2.6 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO, MgO-TIN, MgAl ₂ O ₄ -TIN	1110	免明鏡
7	1.6 × 10 ⁵	1.3 × 10 ⁵	MgO, MgO-TIN, MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN	1100	免明鏡
8	8.3 × 10 ⁴	8.9 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgAl ₂ O ₄ -TIN-MnS, MgO-TIN	1110	免明鏡
9	4.4 × 10 ⁴	4.4 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO-TIN	1130	免明鏡
10	9.9 × 10 ⁴	9.7 × 10 ⁴	MgS, (Mg,Mn)S, MgO-TIN-MnS, MgAl ₂ O ₄ -CaS, MgO-NbN	1090	免明鏡
11	3.8 × 10 ⁴	3.8 × 10 ⁴	MgO, MgO-TIN, MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN	1110	免明鏡
12	1.5 × 10 ⁵	1.5 × 10 ⁵	MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO-VN, MgMn ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -VN, MgO-VC	1100	免明鏡
13	3.0 × 10 ⁴	3.2 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO, MgO-TIN, (Mg,Mn)S	1160	免明鏡
14	2.0 × 10 ⁴	1.8 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO, MgO-TIN	1170	免明鏡
15	2.8 × 10 ⁴	2.3 × 10 ⁴	MgO, MgO-MnS, MgS, (Mg,Mn)S	1190	免明鏡
16	5.1 × 10 ⁴	5.1 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , Mg ₃ O ₄ , (Mg,Mn)S, MgAl ₂ O ₄ -MnS	1160	免明鏡
17	4.3 × 10 ⁴	4.1 × 10 ⁴	MgO, MgO-TIN, MgAl ₂ O ₄ -TIN, MgO-TiC	1200	免明鏡
18	6.5 × 10 ⁴	6.6 × 10 ⁴	MgAl ₂ O ₄ , MgS, (Mg,Mn)S, MgCr ₂ O ₄	1200°C以上	免明鏡
19	5.9 × 10 ⁴	4.1 × 10 ⁴	TIN, Al ₂ O ₃	830	比較鏡
20	7.9 × 10 ⁴	3.8 × 10 ⁴	Al ₂ O ₃	880	比較鏡
21	8.3 × 10 ⁴	5.8 × 10 ⁴	TIN, Al ₂ O ₃	870	比較鏡
22	6.4 × 10 ⁴	4.6 × 10 ⁴	NbN, Al ₂ O ₃	1000	比較鏡
23	4.8 × 10 ⁴	3.2 × 10 ⁴	Al ₂ O ₃	990	比較鏡

[0047]

【発明の効果】本発明によれば、オーステナイト結晶粒の粗大化や異常粒成長に起因する焼入れ歪みによる寸法

精度の低下が少なく、疲労強度、韌性、遅れ破壊特性が

従来鋼よりも優れた機械構造用鋼を提供可能であり、産

業上極めて大きな効果を有する。